第 29 卷　第 12 期　　材　料　研　究　学　报　　Vol. 29 No. 12
2015 年 12 月　　CHINESE JOURNAL OF MATERIALS RESEARCH　　December 2015

纳米晶双峰材料的本构行为*

刘英光　琚荣源　李慧君　赵光艺

(华北电力大学能源动力与机械工程学院 保定 071003)

摘 要 由微米级粗晶颗粒和纳米级纳晶颗粒组成的纳米晶双峰材料不仅具有高强度，还具有较高的延性。根据Taylor强度理论和Johnson-Cook模型提出纳米晶双峰材料的一个新的本构模型，研究了晶粒尺寸和纳米裂纹对纳晶双峰材料本构及失效行为的影响，并进行了数值计算。结果表明，模型预测的结果与实验结果有很好的一致性。由计算结果可知：在纳晶双峰材料中，纳晶基体能提供高强度，粗晶能有效提高材料延性；纳米裂纹的存在不会导致破坏，反而对应变硬化起积极作用。

关键词 金属材料，本构行为，纳米晶双峰材料，Taylor强度理论，Johnson-Cook模型

分类号 TG111　　　文章编号　1005-3093(2015)12-0889-06

Constitutive Behavior of Bimodal Nanocrystalline Materials

LIU Yingguang** 　JU Rongyuan　LI Huijun　ZHAO Guangyi

(School of Energy and Power Engineering, North China Electric Power University, Baoding 071003, China)

*Supported by National Natural Science Foundation of China No. 51301069, National Natural Science Foundation of Hebei Province No. E2014502073 and Fundamental Research Funds for the Central Universities No. 2014MS114.

Manuscript received May 12, 2015; in revised form July10, 2015.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (0312)7522541, E-mail: liuyingguang@ncepu.edu.cn

ABSTRACT Bimodal nanocrystalline (BNC) materials composed of coarse grains (CG) and nanocrystalline grains (NG), have both high strength and good ductility. In this paper, a new constitutive model was proposed by using Taylor strength theory and the Johnson-Cook modelto analyze the effect of grain size and nano-cracks on the constitutive/failure behavior of BNC materials. Numerical calculations have been carried out according to the model. It was found that the prediction result is in good agreement with experimental data. It can be concluded from the calculations that in BNC materials, (1) NC matrix can provide high strength, whereas CG can induce strain hardening to enhance its ductility, (2) the existence of nano-cracks does not lead to materials failure but a positive effect on strain hardening.

KEY WORDS metal materials, constitutive behavior, bimodal nanocrystalline materials, Taylor strength theory, Johnson-Cook model

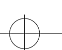
纳米晶体(又称纳晶，晶粒尺寸小于100 nm)材料因其特殊的结构而具有高强度、高耐磨性等优异的力学性能。但是，随着晶粒尺寸的减小纳晶材料的延展性降低，从而限制了纳晶材料的工程应用[1, 2]。近20年来，人们提出了很多的方法提高纳晶材料的延展性，其中的一种是构建纳米晶双峰材料，即将微米级的粗晶粒嵌入在纳晶基体中。晶粒尺寸服从统计学中的双峰分布，晶粒尺寸的概率密度函数表现为具有不同峰的分布，纳晶基体提供高强度，而粗晶粒提高延展性[3, 4]。

* 国家自然科学基金51301069，河北省自然科学基金E2014502073和中央高校基本科研业务费2014MS114资助项目。

2015年5月12日收到初稿；2015年7月10日收到修改稿。

本文联系人：刘英光

在过去的20多年中，很多科研工作者研究了纳晶双峰材料的力学性能和变形机理，定性地验证了具有双峰晶粒尺寸分布的结构能提高纳晶材料的延展性。例如，Wang等[5]制备了具有25%(体积分数)粗晶粒的纳晶双峰铜，其均匀伸长率为30%且保持了较高的强度。Shen等[6]用直流电沉积方法制备了双峰纳晶镍，展现出约为1440-1916 MPa的高极限强度和5.6%-11.3%的延展性。他们指出，纳晶双峰镍较好的延展性归因于应变硬化能力的增加。Fan等[7]研究了超细晶双峰Al-Mg合金的塑性变形和断裂行为，发现超细晶Al-Mg合金的塑性变形高度局部化。在压缩测试中这种合金的断裂主要是剪切局部化，而在拉伸测试中合金的断裂则有剪切局部化、空穴以及颈缩的联合作用控制。



Han等[8-10]研究了纳晶双峰5083Al合金的变形行为,发现随着粗晶粒体积分数的增加其拉伸延展性增加而强度减小。拉伸延展性增加的主要原因,是在塑性变形过程中出现了裂纹桥接和纳晶区域与粗晶区域之间的分层。

虽然对双峰纳晶材料的研究有很多,但是建立理论模型并进行定量分析的研究比较少。Ovid'ko等[11]建立了一个理论模型来研究纳晶双峰材料中裂纹的萌生,但是没有考虑材料的本构行为,缺少可靠的本构关系。Zhu等[12, 13]建立了两个统计学模型来研究纳晶双峰材料的强度和延展性,计算结果显示微裂纹不会导致失效,相反微裂纹引起的背应力有助于提高材料应变硬化的能力。但是,他们的模型没有考虑裂纹的扩展。本文作者所在的研究组根据应变梯度塑性理论建立了一个本构模型,但是没有考虑纳米裂纹的影响,也没有考虑纳晶双峰材料的断裂行为[14]。为了深入研究纳晶双峰材料的本构行为以及断裂性能,本文建立了一个新的理论模型,将Taylor强度理论和Johnson-Cook塑性模型相结合,综合考虑晶粒尺寸分布、粗晶体积分数、纳米裂纹以及裂纹尖端发射位错的影响,并定量描述纳晶双峰材料的本构行为和失效应变。

1 纳晶双峰材料的本构模型

本文所描述的纳晶双峰材料,由微米级的粗晶颗粒区与纳米级的基体组成。从文献[5, 15, 16]可知,微米级晶粒即粗晶粒嵌入在纳晶基体中。在制备纳晶双峰材料时晶粒的结构及分布非常复杂,很难用精确的数学公式描述。为了简化,本模型假设粗晶粒均匀分布在纳晶基体中,如图1所示。这里,应用Taylor强度理论描述纳晶双峰材料的本构关系。

1.1 Taylor强度理论

根据Taylor强度理论,材料的应变硬化主要来源于粗晶和纳晶中位错的滑移,流变应力可以表达为

$$\sigma_{\text{flow}} = \sigma_0 + M\alpha\mu b\sqrt{\rho_{\text{T}}} \tag{1}$$

其中α, μ, M分别为泰勒常数、剪切模量和泰勒因子, b为伯格斯矢量, σ_0为晶格摩擦应力, ρ_{T}为粗晶和细晶中总的位错密度。通过简单混合规则可以得到

$$\rho_{\text{T}} = f_{\text{coarse}}\rho_{\text{sc}} + f_{\text{nano}}\rho_{\text{sn}} \tag{2}$$

其中f_{coarse}和f_{nano}分别为纳晶颗粒与粗晶颗粒的体积分数, ρ_{sc}和ρ_{sn}分别为粗晶和纳晶内的统计位错密度。在位错控制的塑性变形机理中统计存储位错的密度由位错的发射和湮灭密度确定,根据Kocks-mecking模型[17]和Capolungo模型[18],位错密度与塑性应变之间的关系为

$$\frac{\partial\rho}{\partial\varepsilon^p} = M\left(\frac{k}{d} + k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho\right) \tag{3}$$

其中, ε^P为塑性应变; $k = 1/b$; $k_1 = \psi/b$, $k_2 = k_{20}(\dot{\varepsilon}^{\text{p}}/\dot{\varepsilon}_0)^{-1/n}$。$\psi$为比例因子,当计算粗晶的统计位错密度时$d$为粗晶晶粒尺寸;当计算纳晶中的统计位错密度时$d$为纳晶晶粒尺寸。$k_{20}$和$\dot{\varepsilon}_0$为常数, $\dot{\varepsilon}_0$为参考应变速率, n为与温度成反比例的因子。

1.2 纳米裂纹对本构行为的影响

当纳晶双峰材料发生塑性变形时纳米晶相的晶界区域产生大量的裂纹,如图2所示。这些裂纹的出现使堆积在晶界区域的位错数量增加,导致纳米晶相流变应力的背应力效应显著增强。因此,考虑裂纹对位错运动的影响,纳米晶相的弹塑性本构关系中必须考虑背应力的影响,即在流变应力中增加与背应力相关项,需要对式子(1)进行修正。考虑到

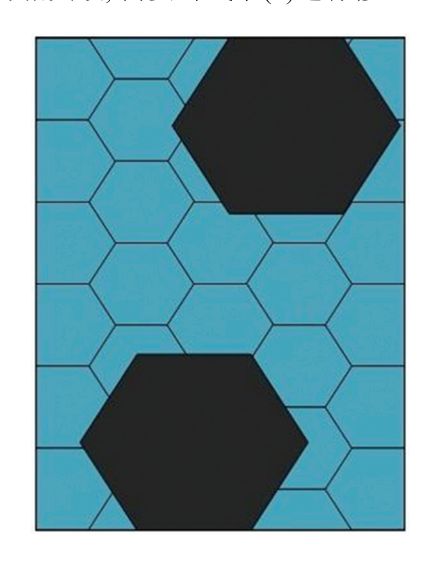


图1 双峰晶粒尺寸分布的示意图

Fig.1 Schematics of bimodal grain size distributions

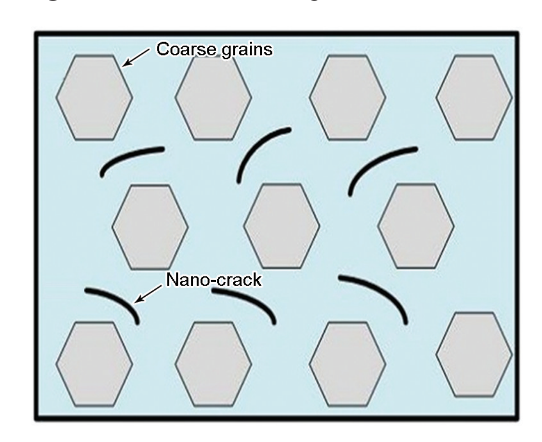


图2 双峰结构中纳米裂纹的示意图

Fig.2 Schematics of nano-cracks in bimodal structure

纳米裂纹的影响, 流变应力可以修正为

$$\sigma_{flow} = \sigma_0 + M\alpha\mu b\sqrt{\rho_T} + \sigma_b \tag{4}$$

其中 σ_b 为背应力, 来自于晶界位错的累积, 这些位错是从纳米裂纹尖端发射的。由位错堆积引起的背应力可以写成

$$\sigma_b = M(\frac{\mu b}{d})N \tag{5}$$

式中 N 为从纳米裂纹尖端发射的位错数目。作者在以前的工作中提出了一个模型, 研究晶界滑移和从裂纹尖端发射对纳晶材料断裂韧性的影响[19]。当带裂纹的试样受到外加载荷时在裂纹尖端将会发生应力集中, 位错在裂纹尖端发射并滑移到达晶界形成堆积, 因而产生了背应力。背应力对纳晶双峰材料的应变硬化有重要的影响。

从纳米裂纹尖端发射的位错数目为

$$N = \rho_{crack} N^* \tag{6}$$

其中 ρ_{crack} 为纳米裂纹的密度, 可写成[12]

$$\rho_{crack} = \rho_0(1 - \exp[-(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0})^m]) \tag{7}$$

其中 ρ_0 为纳米裂纹的参考密度, m 为一个参数。由文献[12]定义

$$m = D \cdot \log[\pi a_0 \sigma^2/(\alpha_0 K_{IC})^2]/\log(\varepsilon/\varepsilon_0) \tag{8}$$

其中 a_0 为初始裂纹尺寸, $K_{IC} = \sqrt{EG_{cr}/\alpha_0}$ 为临界应力强度因子, 其中 γ_s 为表面能量。D 为与晶粒尺寸分布有关的因子, 可以写成

$$D = 3 + \frac{\log(f_{coarse})}{\log(d_L/d_S)} \tag{9}$$

其中 d_L 和 d_S 分别为最大和最小晶粒尺寸。

式(6)中的 N^* 是从裂纹尖端发射并且沿着一个滑移面滑移的位错数目, 可表述为

$$N^* = \frac{(1-\nu)K_{IC}\sin\theta\cos(\theta/2)\sqrt{2\pi r}}{b\mu[\ln(r/r_c)+1]} \tag{10}$$

其中 θ 为位错发射方向与裂纹扩展方向的夹角, ν 为泊松比, r_c 为位错核半径。从式(10)可以看出, N^* 与临界应力强度因子 K_{IC} 成正比。

图3给出了裂纹尖端临界应力强度因子 K_{IC} 和 θ 之间的关系[19], θ 为位错发射方向与裂纹扩展方向的夹角。从图3可见, 当 θ 约为70°时临界应力强度因子 K_{IC} 达到最大值。为简化起见, 本文只考虑 θ 为70°时从裂纹尖端发射位错的数目, 此时 N^* 最大。

根据文献[20], 从裂纹尖端发射沿着一个滑移面滑移的最大位错数目 N^* 与晶粒尺寸 d 的关系如图4所示。

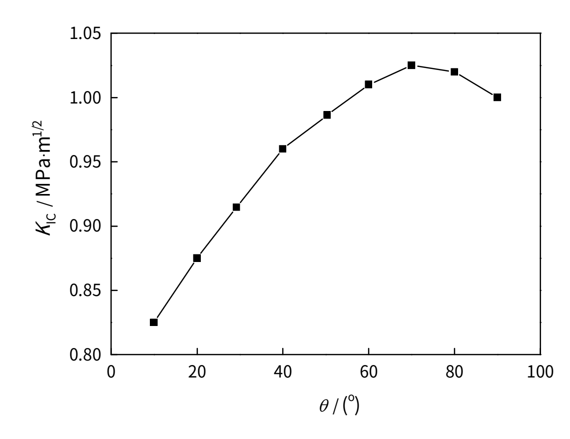


图3 临界应力强度因子 K_{IC} 和位错发射方向与裂纹扩展方向的夹角之间的关系

Fig.3 Dependence of critical crack intensity factor K_{IC} on the angle θ made by the boundary plane and crack growth direction

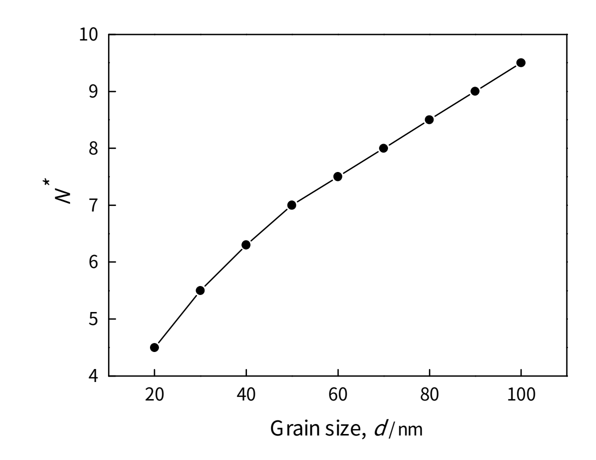


图4 从裂纹尖端发射沿着一个滑移面滑移的最大位错数目 N^* 与晶粒尺寸 d 的关系

Fig.4 Maximum number N^* of dislocations that can be emitted from the crack tip along one slip plane as a function of grain size d

2 Johnson-Cook 模型

Johnson-Cook 模型包括两个部分, 第一部分是强度模型, 是一种适用于描述材料在高变形速率和高温条件下变形行为的本构模型; 第二部分是失效模型, 建立了应变、应变率、温度、静水压力和断裂应变之间的关系。JC 模型是一个经验模型, 其形式比较简单, 参数较少, 容易通过拟合实验数据得到。在多种动力学有限元软件中均包含该材料模型, 可见 JC 模型获得了广泛的应用[21-23]。

JC 强度模型的基本形式为

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C\ln\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0})[1 - (T^*)^m] \tag{10}$$

其中 A 为屈服强度, B、n、C、m 为材料常数。$\dot{\varepsilon}$ 为等效塑性应变率, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变速率(取为 1 s^{-1})。$T^* = (T - T_r)/(T_m - T_r)$ 为无量纲温度, T 为热力学温

度, T_r 为参考温度(一般取为室温), T_m 为材料的熔点温度。式(10)等号右边的三项分别表示应变硬化、应变速率硬化和热软化的影响。本文中 A、B、n 等参数, 可通过第二部分用模型计算的数据拟合得到。

JC 失效模型考虑了应力三维度、应变速率和温度对失效应变的影响, 提出了损伤参数 D 与等效塑性应变增量 dε 之间的线性增量关系, 即

$$D = \int \frac{1}{\varepsilon_f} \mathrm{d}\varepsilon \tag{11}$$

其中 ε_f 为失效应变。此式表明, 当材料产生塑性变形时将出现损伤, 并且与等效塑性应变增量 dε 以线性方式增加。当 D 达到1时, 认为失效。在式(11)中失效应变的定义为

$$\varepsilon_f = (d_1 + d_2 e^{d_3 \frac{P}{\sigma_e}})[1 + d_4 \ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0})](1 + d_5 T^*) \tag{12}$$

其中 d_1 到 d_5 是材料常数, P 是静水压力。

为了简化, 本文使用的模型没有考虑温度上升的作用, 即忽略了热软化作用。此外, 假设变形过程中外加载荷恒定, 所以有 $d_2 = d_3 = d_5 = 0$ [24]。因此失效应变可表示为

$$\varepsilon_f = d_1[1 + d_4 \ln(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0})] \tag{13}$$

3 结果和讨论

为了进一步理解纳晶双峰材料的本构关系以及失效行为, 本文用前面提出的模型对纳晶铜银复合材料进行了数值计算。本文认为, 在该铜银材料中银作为粗晶相均匀分布在纳晶基体铜中。模型中的参数列于表1[12, 25]。

3.1 应力应变曲线

应用 Taylor 强度理论和 Johnson-Cook 模型预测纳晶铜银材料的本构和失效行为。先计算纳晶铜银材料的本构关系, 本文考虑了材料中纳晶基体晶粒尺寸以及粗晶的体积分数对纳晶铜银复合材料的本构关系的影响。当材料中粗晶的体积分数和晶粒尺寸分别固定为20%和2.5 μm, 应用该模型可确定本构关系, 通过拟合可以得到本构参数。对于 Johnson-Cook 模型, 当纳晶尺寸为23 nm 时 d_1 取为0.13; 而对于粗晶部分, d_1 取为0.54, 并且 d_4 取为0.014[26]。

图5给出了与纳晶晶粒尺寸相关的本构关系。从图5可见, 材料的抗拉强度随着纳晶晶粒尺寸的减小而增加。例如, 当纳晶晶粒尺寸从23 nm 增加到74 nm, 强度下降了19.53%, 这解释了通过减小晶粒尺寸可提高材料的强度。同时, 材料的延性增加了12.18%。其原因是, 随着晶粒尺寸的增加统计存储位错数量的增加。由于尺寸增加的不大, 延性增加幅度也很小。当材料中粗晶和纳晶的晶粒尺寸分别固定为2.5 μm 和 50 nm, 计算了有着不同粗晶体积分数的纳晶铜银材料的本构关系, 结果如图6所

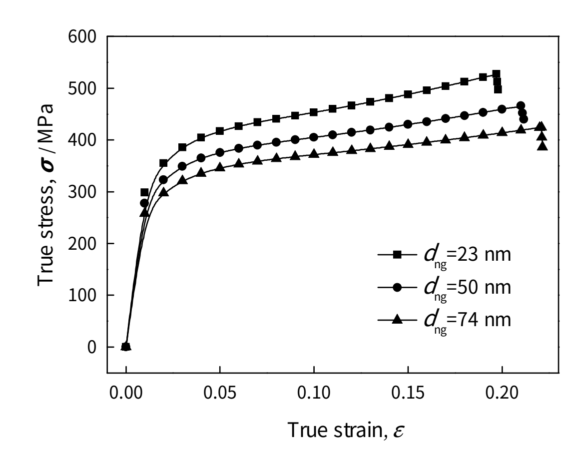


图5 不同纳晶基体晶粒尺寸的双峰铜银材料的应力应变计算结果

Fig.5 Calculated stress-strain relations for BNC Cu-Ag materials with different nanocrystalline matrix grain size

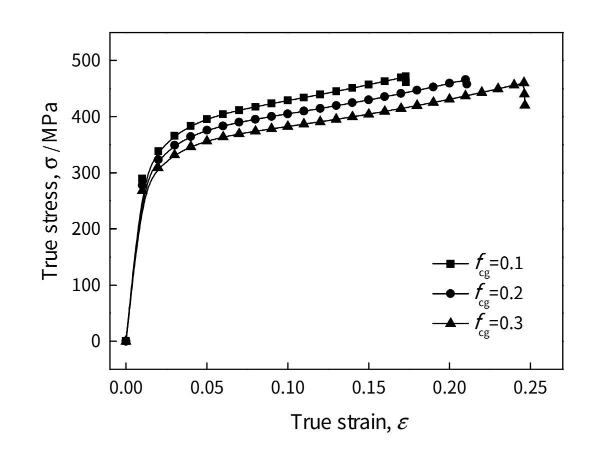


图6 不同粗晶含量的双峰铜银材料的应力应变计算结果

Fig.6 Calculated stress-strain relations for BNC Cu-Ag materials with different CG contents

表1 模型中出现的参数符号以及数值

Table 1 Symbol and value of parameters in the model

α	b_{Cu}/nm	b_{Ag}/nm	μ_{Cu}/GPa	μ_{Ag}/GPa	k_{20}	n	ρ_0/m^{-2}	$\dot{\varepsilon}_0$	M	ψ	$\gamma_s(J\cdot m^{-2})$	a_0
0.2－0.5	0.256	0.29	48	30	18.5	12.5	0.5	1 s^{-1}	1.732	0.2	1.58	$d_c/2$

示。图6表明, 抗拉强度随着粗晶体积分数的增加而减小。例如, 当粗晶体积分数从10%增加到30%, 抗拉强度降低2.44%, 材料的延性增加了42.2%。从图4和图5可见, 在纳晶双峰材料中, 纳晶基体可以提供高强度, 而粗晶相可以增强材料的延性。粗晶体积分数的增加使材料的延性有效地增强, 而材料的强度下降幅度相对很小。另外, 所有的本构曲线都有明显的硬化阶段, 这与纳晶双峰材料的单轴拉伸实验结果一致。在粗晶粒中, 晶界间距离变大, 位错滑移的阻碍较少, 位错滑移变得更加容易, 位错堆积的数量更多, 因此粗晶相的存在能提供更多的延性。

3.2 纳米裂纹对本构行为的影响

本文研究了纳米裂纹对纳晶双峰材料的本构关系和动态应变硬化的影响。纳米裂纹可以引起应力场和应变场的改变, 裂纹尖端的应力集中导致位错发射, 然后位错滑移到晶界形成位错堆积, 从而产生了公式(1)中的背应力。计算结果如图7所示。

从图7可见, 背应力对屈服强度没有明显的影响, 但是对动态应变硬化有积极的作用。

3.3 与实验结果的对比

本文用高温和高压烧结方法制备了纳晶双峰铜银材料。将平均晶粒尺寸分别为20 nm 和5 μm 的铜、银粉末机械混合4 h, 然后将其在5 GPa高压和700℃高温下进行烧结[27]。图8给出了烧结试样的XRD图, 据此可计算出试样中纳晶基体的晶粒尺寸为47.18 nm [29]。试样的微观结构和形貌, 如图9所示。可见在制备的试样中铜银并未形成晶间化合物, 满足研究所需要的双峰分布。

为了验证该理论模型的正确性, 对纳晶双峰铜银材料进行了单轴拉伸测试, 将理论预测结果与实验结果进行了对比(图10)。由图10可见, 理论预测的结果与实验结果有很好的一致性, 具体表现在屈服强度和加工硬化率方面。这表明, 本文提出的理论模型能用来描述纳晶双峰铜银材料的本构以及失效行为。

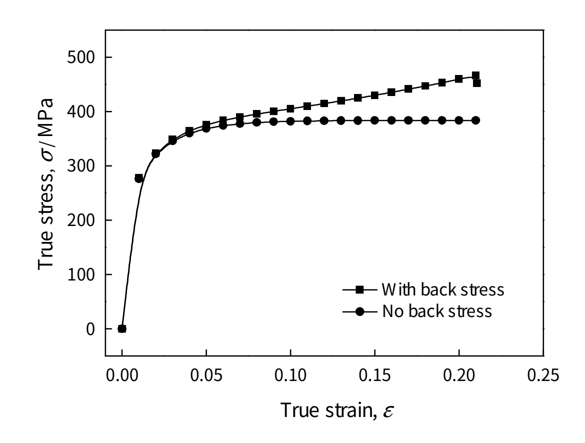


图7 背应力对纳晶双峰铜银材料的塑性变形的影响

Fig.7 Influence of the back stress on the plastic deformation of BNC Cu-Ag materials

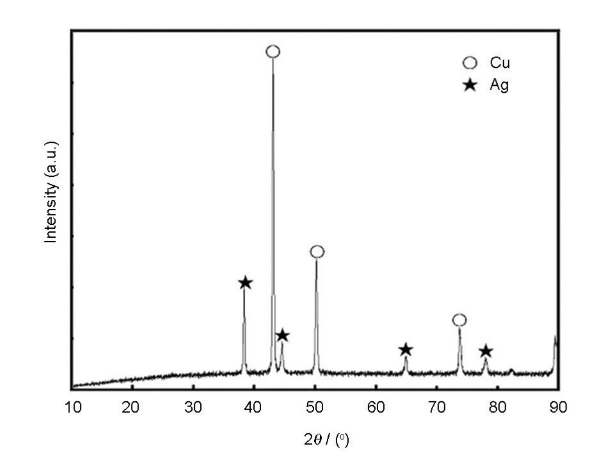


图8 高温高压烧结得到的试样的XRD图

Fig.8 X-ray diffraction (XRD) spectra of the sample synthesized using high temperature and high pressure method

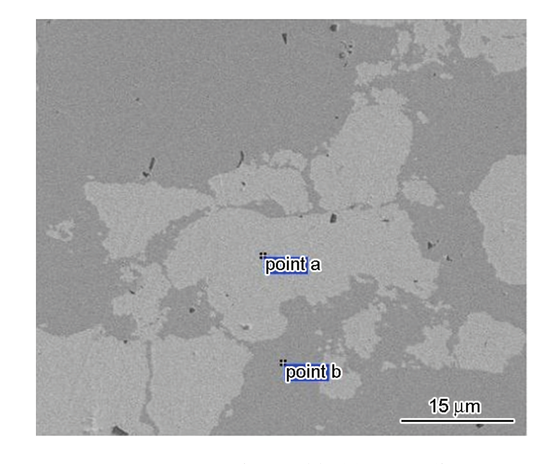


图9 纳晶双峰铜银材料的SEM像

Fig.9 Scanning electron microscopy (SEM) image of the BNC Cu-Ag materials

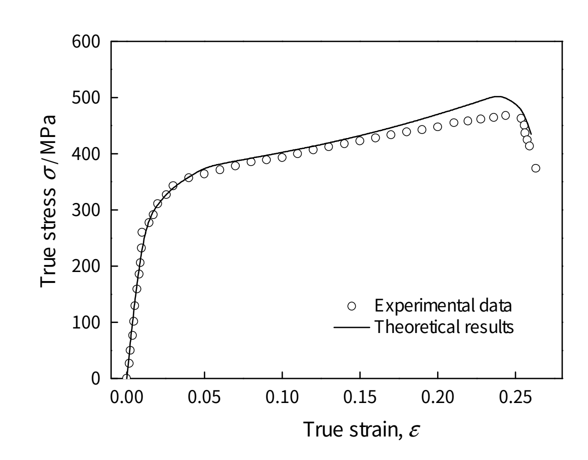


图10 理论预测的结果与实验结果之间的对比

Fig.10 Comparison of the stress-strain relationship between the theoretical result and the experiment for BNC Cu-Ag materials

4 结 论

1. 纳晶双峰铜银材料的强度随着纳晶晶粒尺寸减小而提高。随着粗晶体积分数的增加材料的延性增加, 强度下降。纳米裂纹的存在不导致材料过早的破坏, 它引起的背应力对动态应变硬化有积极作用。

2. 用本文提出的理论模型预测的结果与实验结果有很好的一致性, 表明其能描述纳晶双峰材料的本构行为以及断裂行为。

参 考 文 献

1 M. A. Meyers, A. Mishra, D. J. Benson, Mechanical properties of nanocrystalline materials, Prog. Mater Sci., **51**, 427(2006)

2 C. C. Koch, D. G. Morris, K. Lu, A. Lnoue, Ductility of nanostructured materials, MRS Bull., **24**, 54(1999)

3 G. He, J. Eckert, W. Loser, L. Schultz, Novel Ti-base nanostructure-dendrite composite with enhanced plasticity, Nat. Mater., **2**, 33 (2002)

4 M. Dao, L. Lu, R. J. Asaro, J. T. M. D. Hosson, E. Ma, Toward a quantitative understanding of mechanical behavior of nanocrystalline metals, Acta Mater., **55**, 4041(2007)

5 Y. Wang, M. Chen, F. Zhou, E. Ma, High tensile ductility in a nanostructured metal, Nature, **419**, 912(2002)

6 X. X. Shen, J. S. Lian, Z. H. Jiang, Q. Jiang, High strength and high ductility of electrodeposited nanocrystalline Ni with a broad grain size distribution, Mater. Sci. Eng., A, **487**, 410(2008)

7 G. J. Fan, H. Choo, P. K. Liaw, E. J. Lavernia, Plastic deformation and fracture of ultrafine-grained Al-Mg alloys with a bimodal grain size distribution, Acta Mater., **54**, 1759(2006)

8 B. Q. Han, E. J. Lavernia, F. A. Mohamed, Mechanical properties of nanostructured materials, Rev Adv Mater Sci, **9**, 1(2005)

9 B. Q. Han, J. Y. Huang, Y. T. Zhu, E. J. Lavernia, Strain rate dependence of properties of cryomilled bimodal 5083 Al alloys, Acta Mater., **54**, 3015(2006)

10 B. Q. Han, E. J. Lavernia, Z. Lee, S. Nutt, D. Witkin, Deformation behavior of bimodal nanostructured 5083 Al alloys, Metall. Mater. Trans. A, **36**, 957(2005)

11 I. A. Ovid'ko, A. G. Sheinerman, Ductile vs. brittle behavior of pre-cracked nanocrystalline and ultrafine-grained materials, Acta Mater., **58**, 5286(2010)

12 L. L. Zhu, S. Q. Shi, K. Lu, J. Lu, A statistical model for predicting the mechanical properties of nanostructured metals with bimodal grain size distribution, Acta Mater., **60**, 5762(2012)

13 L. L. Zhu, J. Lu, Modelling the plastic deformation of nanostructured metals with bimodal grain size distribution, Int. J. Plast., **30**, 166(2012)

14 Y. G. Liu, J. Q. Zhou, D. Hui, A strain-gradient plasticity theory of bimodal nanocrystalline materials with composite structure, Composites Part B, **43**, 249(2012)

15 V. L. Tellkamp, A. Melmed, E. J. Lavernia, Mechanical Behavior and Microstructure of a Thermally Stable Bulk Nanostructured Al Alloy, Metall. Mater. Trans. A, **32**, 2335(2001)

16 S. Billard, J. P. Fondere, B. Bacroix, G. F. Dirras, Macroscopic and microscopic aspects of the deformation and fracture mechanisms of ultrafine-grained aluminum processed by hot isostatic pressing, Acta Mater., **54**, 411(2006)

17 U. F. Kocks, H. Mecking, Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case, Prog. Mater. Sci., **48**, 171(2003)

18 L. Capolungo, C. Jochum, M. Cherkaoui, J. Qu, Homogenization method for strength and inelastic behavior of nanocrystalline materials, Int. J. Plast., **21**, 67(2005)

19 Y. G. Liu, J. Q. Zhou, L. Wang, S. Zhang, Y. Wang, Grain size dependent fracture toughness of nanocrystalline materials, Mater. Sci. Eng. A, **528**, 4615(2011)

20 Y. G. Liu, J. Q. Zhou, T. D. Shen, Effect of nano-metal particles on the fracture toughness of metal-ceramic composite, Mater. Des., **45**, 67(2013)

21 J. Trajkovski, R. Kunc, V. Pepel, I. Prebil, Flow and fracture behavior of high-strength armor steel PROTAC 500, Mater. Des., **66**, 37 (2015)

22 D. N. Zhang, Q. Q. Shangguan, C. J. Xie, F. Liu, A modified Johnson-Cook model of dynamic tensile behaviors for 7075-T6 aluminum alloy, J. Alloys Compd., **619**, 186(2015)

23 H. Y. Zhan, G. Wang, D. Kent, M. Dargusch, Constitutive modelling of the flow behaviour of a β titanium alloy at high strain rates and elevated temperatures using the Johnson-Cook and modified Zerilli-Armstrong models, Mater. Sci. Eng., A, **612**, 71(2014)

24 J. Frontan, Y. M. Zhang, M. Dao, J. Lu, F. Galvez, A. Jerusalem, Ballistic performance of nanocrystalline and nanotwinned ultrafine crystal steel, Acta Mater., **60**, 1353(2012)

25 J. Q. Zhou, R. T. Zhu, Z. Z. Zhang, A constitutive model for the mechanical behaviors of bcc and fcc nanocrystalline metals over a wide strain rate range, Mater. Sci. Eng. A, **480**, 419(2008)

26 X. Guo, R. Ji, G. J. Weng, L. L. Zhu, J. Lu, Micromechanical simulation of fracture behavior of bimodal nanostructured metals, Mater. Sci. Eng. A, **618**, 479(2014)

27 R. T. Zou, D. W. He, X. K. Wei, R. C. Yu, T. C. Lu, X. H. Chang, S. M. Wang, L. Lei, Nanosintering mechanism of $MgAl_2O_4$ transparent ceramics under high pressure, Mater. Chem. Phys., **123**, 529 (2010)

28 H. P. Klug, L. E. Alexander, *X-ray Diffraction Procedures: For Polycrystalline and Amorphous Materials*, 2nd ed., Wiley, New York(1974), p. 625

